オーステナイトステンレス熔着鋼の高温延性試験*

鈴木 春義** 田村 博*** 小林 卓也***

Hot Ductility Test of Austenitic Stainless Steel Weld Metals*

By H. Suzuki**, H. Tamura*** and T. Kobayashi***

Abstract

Hot ductility, as revealed the values of reduction in area at the fracture surface tested at high temperatures on the weld thermal cycles, was studied on austenitic stainless steel weld metals by means of a reproducing apparatus of weld thermal cycles.

Five weld metals, including type 308L, 347 and 316, were tested in this study. A round bar tensile specimen made from multiple pass weld, was heated rapidly up to the peak temperature of 1350°C and then broken at each temperature of 800, 1000, 1100, 1200 and 1300°C both on heating and cooling along the thermal cycle, respectively.

From the tests, hot ductility curves, expressed as percent reduction in area at fracture as a function of the testing temperatures were obtained for each weld metal.

From the values of reduction in area as measured both on heating and cooling at 1200°C, hot ductility rating about these weld metals was determined as the following order.

On heating-308L [347(A), 347(B), 316] 347(C)

On cooling-308L [347(A), 347(B)] 316, 347(C)

Among the test weld metals, the hot ductility of type 308L was the most superior, while that of type 347(C) containing no ferrite was the poorest on the contrary.

Furthermore, the comparison was made between hot ductility and FISCO cracking test results for the test weld metals. A close relationship was found between the two, then the hot ductility was assured to be effective extensively as a measure of hot cracking susceptibility of austenitic stainless electrodes.

1. 緒 言

最近我が国においても船舶や原子炉などの圧力容器の建造に関連して、オーステナイトステンレス鋼の熔接に伴う割れの問題が論議の対象となっている。米国の Nippes らの研究^{1,2)}によれば、オーステナイトステンレス鋼の熔着金属あるいは熱影響部母材に起る高温割れは、熔接熱サイクル途中特に冷却中の高温で急速破断した試験片の断面縮少率から求めた延性の低下と密接な関係があることが明らかになり、熱サイクル途中の各温度における延性を調べるいわゆる高温延性試験が最近米国で熔接棒の購入規格試験として使用されつつある。

筆者らは、従来の熱サイクル再現装置³⁾に熔接応力の再現を加味した新装置を試作したが、今回は本装置を利用して数種の代表的なオーステナイトステンレス鋼の母材と熔接棒を組合せた熔着金属の高温延性試験を行ない、各熔着金属の割れ感受性を比較検討した結果について報告する。

* 原稿受付、昭和34年6月26日（昭和33年度熔接学会秋季学術講演会において発表）

** 正員、金属材料技術研究所 Member, National Research Institute for Metals.

*** 正員、運輸技術研究所 Member, Transportation Technical Research Institute

2. 試験装置

筆者らが、株式会社電元社に依頼して試作した試験装置の外観を Fig. 1 および Fig. 2 に示す。Fig. 1 は Fig. 2 の (A) の部分を拡大して示したもので、(A) は引張試験片 (B) を支持する水冷電極、(C) は試験片を冷却する N₂ ガスを噴出するノズル、(D) および (E) は、それぞれ温度調節および温度測定用熱電対である。Fig. 2 は試験装置の全景を示したもので、右方のパネル(B) は試験片に流れる電流の制御装置で、左方が熔接変圧器水冷電極お

Fig. 1 Close-up of hot ductility test assembly

A—Electrode

B—Specimen

C—Spray

D—Thermo-couple for temperature recording

E—Thermo-couple for temperature control

Fig. 2 Over-all view of hot ductility apparatus

A—Holding fixture	E—Air-oil pressure cylinder (Booster)
B—Current control device	F—Dynamic strain meter
C—Oil pressure cylinder	G—Electro-magnetic oscillograph
D—Solenoid air valve	H—Cam potentiometer

速破断の機構および動作は次の如くである。試験片に熱サイクルを与えながら、その途中の所定の試験温度になると、カムポテンシオメーターに設置したリミットスイッチが動作して電磁空

Fig. 3 Schematic diagram of hot ductility test apparatus

よび加圧機構を有する試験装置本体である。(C)は油圧シリンダーで、そのピストンに試験片の下端が固定される様になっている。(D)は電磁空気バルブ、(E)はブースター(空気油圧シリンダー)である。本体と制御装置の間はダイナミックストレインメータ(F)と電圧増巾器、本体の前方は電磁オシログラフ(G)およびカムポテンシオメータ(H)である。Fig. 3は以上の装置の機構を図解したもので、本装置の熱サイクル再現の機構および動作は従来の熱サイクル再現装置³⁾と同様であるが、急

急バルブを開き、予めコンプレッサーで圧縮されていた圧縮空気がブースターを介して試験片が固定されている油圧シリンダーを急速に下方に押下げることにより試験片は急速破断される。本装置の試験片に加え得る最大応力は5,000kgで、一定温度内で1/10秒以内に急速破断を行なうことが出来る。破断の際の応力は、試験片の上端が固定されているロードセルにより、ダイナミックストレインメータを介して電磁オシログラフにより記録される。

3. 試験方法

Fig. 4に試験片に与えた熱サイクル曲線を示す。この熱サイクル曲線は、板厚 $\frac{1}{2}$ 吋の304型ステンレス鋼板に、308型ステンレス溶接棒(4mm径)で32V, 130A, 150mm/minの溶接条件でビード溶接を行なった場合の熱影響部の温度分布から、最高温度が、1,350°Cに相当する曲線を求めたものである。急速破断はこの熱サイクルの加熱および冷却中、800, 1,000, 1,100, 1,200および1,300°Cの各温度で行なった。破断後、試験片の破断面を投影器により約20倍に拡大し、その像をセクションペーパーに複写

して面積を測定し、断面縮少率を計算して各種溶着鋼についてその値を比較検討した。さらに代表的な試験片について、破断後の試験片の長軸方向の縦断面における溶着鋼のミクロ組織を検査し、高温延性試験結果と比較検討した。

4. 試験材および試験片

使用母材は、オーステナイト系の347型ステンレス鋼と304L型ステンレス鋼の2種の圧延鋼材で、これらの化学成分をTable 1に示す。なお使用母材の寸法は347型が500×200×12mm、304L型は300×200×12mmであった。

これらの母材からFig. 5に示す様なU型突合

Fig. 4 Thermal cycle used for hot ductility test

Table 1 Chemical Compositions of Test Base Metals

Base metal type	Chemical composition (%) [*]					
	C	Cr	Ni	Si	Mn	Cb
347	0.05	18.44	10.88	0.57	1.43	0.70
304L	0.03	19.16	11.13	0.60	1.51	—

* Check analysis

Table 2 Chemical Compositions of Test Weld Metals

Electrode type	Chemical composition (%)										
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cb	Ni eq.*	Cr eq.**	Ferrite (%)***
347(A)	0.05	1.74	0.11	0.010	0.015	10.27	19.97	0.74	12.64	20.51	About 7
347(B)	0.05	1.72	0.08	0.010	0.018	10.45	18.70	0.68	12.81	19.16	About 3
347(C)	0.06	1.99	0.15	0.010	0.01	11.23	18.77	0.65	14.03	19.33	0
316	0.04	1.88	0.30	0.026	0.013	19.15	14.84	Mo 2.30	11.29	17.59	About 2
308 L	0.014	1.65	0.20	0.006	0.024	10.32	21.52	—	11.57	21.82	About 13

* $\%Ni + 30 \times \%C + 0.5 \times \%Mn$ ** $\%Cr + \%Mo + 1.5 \times \%Si + 0.5 \times \%Cb$

*** Calculated from Schaeffler's diagram

Fig. 5 Joint geometry of test plate prior to welding **Fig. 6** Hot ductility test specimen

の化学成分を示す。なお熔接棒径はいずれも 4 mm を使用した。

熔接を行なった試験材は X 線透過写真を撮影して熔接部における欠陥の有無を検査したのち、熔着鋼が試験片の最小断面に来る様に削り出した。Fig. 6 に試験片の形状および切出し位置を示す。

5. 高温延性試験結果

Fig. 7 は、熱サイクルの加熱および冷却中の各温度で

急速破断した試験片の断面縮少率を、各試験温度についてプロットし、各熔着鋼別にまとめたものである。加熱中の試験においては、各熔着鋼共、その断面縮少率は最初試験温度の上昇と共に徐々に増加して行くが、試験温度が 1,100 ~ 1,200°C 以上になると急激に減少する。この傾向はどの熔着鋼もほぼ同様で大差はないが、308L 型熔着鋼は他の供試各熔着鋼に比して断面縮少率が減少し始める温度がやや高く、また 347C 型熔着鋼はその温度がやや低い様であ

った。一方冷却中の高温延性曲線では、三種類の 347 型および 308L 型熔着鋼はほぼ同様の傾向を示し、1,000°C 附近で延性が一時低下しているが、316 型熔着鋼にはこの現象は見られな

Fig. 7 Hot ductility curves of test weld metals, showing effect of testing temperature on the ductilities expressed as the values of reduction in area at the fracture surface

かった。Fig. 8 は、加熱および冷却中の 1,200°C で急速破断した試験片の断面縮少率の平均値によって各熔着鋼の高温延性を比較したものである。いま Fig. 8 の結果から、各熔着鋼の高温延性をその良好なものから順次列べると次の様になる。ただし括弧内はほぼ同程度と見做したものである。

加熱中…308L, [347(A), 347(B), 316], 347(C)

冷却中…308L, [347(A), 347(B)], 316, 347(C)

Fig. 8 Comparison of hot ductilities of test weld metals, tested on heating and cooling at 1200°C

Fig. 9 Appearance of specimens tested on cooling at 1200°C

1,200°C で急速破断したのちの試験片の状態を示したものである。Fig. 10 写真 a および b はそれらのうちの代表的な試験片の破断面を示したものである。すなわち a は 308L 型熔着鋼（供試熔着鋼中高温延性が最大）を 1,350°C から冷却中 1,200°C で急速破断した破断面を、また b は同じ試験条件で急速破断した 347 型 (C) 熔着鋼（供試熔着鋼中高温延性が最小）の破断面を示したものである。a は破断面が絞りの大きい fibrous fracture を呈し、延性がきわめて良好であるが、一方 b の破面は全く断面収縮の見られぬ特徴のある層状破面を呈し延性にきわめて乏しかったことを示している。

Fig. 10 Fracture surface of typical specimens tested on cooling at 1200°C (×5)
a) Type 308L (R.A.=60%)
b) Type 347(C) (R.A.=0%)

6. ミクロ組織による考察

Fig. 11 写真 a, b, c, d および e は、供試各熔着鋼を 1,350°C から冷却中 1,200°C で急速破断した破断後のミクロ組織を示したものである。347 型 (A), 347 型 (B), 316 型および 308L 型各熔着鋼のミクロ組織はオーステナイト+フェライトであるが、高温延性が供試各熔着鋼中最小であった 347 型 (C) 熔着鋼のミクロ組織は完全オーステナイトであった。この事は完全オーステナイト組織のステンレス熔着鋼は高温割れ感受性が大いという

Fig. 11 Microstructures of test weld metals tested on cooling at 1200°C

- a) Type 347(A) (×500) d) Type 316 (×500)
- b) Type 347(B) (×500) e) Type 308L (×500)
- c) Type 347(C) (×500) f) Type 347(B) (×200)

Poole の研究結果⁴⁾と良く一致している。また Cb を含有する三種類の 347 型熔着鋼を、冷却中急速破断したミクロ組織には、オーステナイト結晶粒界に析出物が認められた。従来の研究によれば、オーステナイトステンレス鋼の高温割れの有力な原因として低融点の粒界析出物の存在が挙げられており、Puzak⁵⁾ 等はこの析出物が少量の Mn, Si, Fe を伴う Cb の炭化物と窒化物の共晶化合物であることを確認している。なお、本実験結果でも Cb を含まない 308L 型や 316 型熔着鋼を冷却中破断した破断後のミク

口組織には、この様な粒界析出物は全く認められなかったことから本研究で見られた析出物もこの種のものであらうと推定される。Fig. 11 写真 f は冷却中 1,200°C で破断した347型(B) 熔着鋼の破断部附近のマイクロ組織を示したもので破断が結晶粒界に沿って生じていることが判る。また、供試各熔着鋼中もっとも高温延性が大であった308L 型熔着鋼は、他の熔着鋼に比して結晶粒が微細であったことも高温延性が著しく良好であった原因の一つと思われる。三種類の347型および308L 型熔着鋼の冷却中1,000°C 附近に見られた延性低下は、マイクロ組織では何等顕著な変化は認められてない。この延性低下は Heuschkel の研究⁶⁾においても同様に認められており、Nippes²⁾ らはこの原因を Cr の炭化物の析出によるものと考えている。

なお、本実験から求められた高温延性試験結果を、筆者らの一人が本研究と同一の母材と熔接棒の組合せについて実施したフイスコ式突合せ拘束割れ試験結果⁷⁾と比較したところでは、両者はきわめてその傾向が一致する点が認められた。すなわち、たとえば高温延性試験結果で冷却中1,200°C における断面縮少率の値が大きい308L 熔着鋼のフイスコ式割れ感受性は小さく、断面縮少率の値が小さい347(C) 熔着鋼の割れ感受性は大であった。また、一般に割れ感受性が小さいといわれている、316 型熔着鋼の高温延性が本研究結果では予想に反して不良であったが、一方割れ試験結果においてもこの316型熔着鋼は、347型(C) 熔着鋼を除く他の熔着鋼に比して割れ感受性が大であった。このように本実験による熔着鋼の高温延性試験結果は、実際の割れ試験結果ときわめて良く一致し、ステンレス熔接棒のワレ感受性比較の間接的試験としてきわめて有効であると考えられる。

7. 総括および結論

(1) 5種類の各種オーステナイトステンレス熔着鋼について熱サイクル途上の加熱および冷却中の各温度で急速破断するいわゆる高温延性試験を行ない、温度と断面縮少率の関係を表わす高温延性曲線を求めてその破断面や組織などとともにその高温延性を比較することができた。

(2) 1,200°C において破断した加熱中および冷却中の断面縮少率を比較することによって各熔着鋼の高温延性を、その良好なものの順に列記すると次の如くなる。

加熱中…308L, [347(A), 347(B), 316], 347(C)

冷却中…308L, [347(A), 347(B)] 316, 347(C)

(3) 高温延性試験結果と試験後の熔着鋼のマイクロ組織の間には明らかに関連性が認められた。

すなわち、たとえば、完全オーステナイト組織で粒界析出物の認められた347型(C) 熔着鋼は、冷却中1,200°C における延性がほとんど0%であった。

(4) 冷却中1,200°C における高温延性試験結果は、同一の母材と熔接棒の組合せについて実施された割れ試験結果と良く一致している。従って高温延性試験結果は、オーステナイトステンレス熔着鋼の高温割れ感受性を比較する上にきわめて有効であると考えられる。

なお本研究実施に当っては、日本熔接協会原子力研究委員会の絶大な御援助を受けたことを附記して、関係者各位に厚く御礼申上げる次第です。

文 献

- 1) E. F. Nippes, W. F. Savage, B. J. Bastian, H. F. Mason and R. M. Curran, Weld. JI., Vol. 34 (1955), No. 4, 183s~196s
- 2) E. F. Nippes, W. F. Savage and G. Grotke, Weld. Res. Council Bulletin Series, No. 33, Feb. (1957)
- 3) 鈴木, 田村, 川名, 橋口, 熔接学会誌, Vol. 26 (1957), No. 2, 68~76.
- 4) L. K. Poole, Weld. JI., Vol. 32 (1953), No. 8, 403s~412s
- 5) P. P. Puzak and H. Rischall, Weld. JI., Vol. 36 (1957), No. 2, 57s~61s
- 6) J. Heuschkel, Weld. JI., Vol. 34 (1955), No. 10, 485s~504s
- 7) 鈴木, 日本熔接協会原子力委員会昭和32年度研究報告